

**Ф. В. Водолазский*¹, А. И. Трапезников¹, М. С. Калиенко²,
А. Л. Урядова¹**

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

² ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда

* *f.v.vodolazskiy@urfu.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ ЛИСТОВ СУПЕР- α_2 СПЛАВА ПОСЛЕ ЗАКАЛОК С РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Изучено влияние закалок с различных температур с предварительной закалкой из β -области на структуру, фазовый состав и механические свойства листов сплава Ti-20Al-12Nb. Было установлено, что для этого сплава температурный диапазон 650...850 °С отвечает трехфазной α_2 +O+ β -области. При температурах 650...750 °С содержание α_2 -фазы невелико. В диапазоне 900...1050 °С сплав приобретает двухфазное β + α_2 состояние. Наименьшие значения твердости HV зафиксированы на образцах, закаленных с температуры 850 °С. Для проведения дальнейшей холодной деформации можно рекомендовать термическую обработку в виде закалки с температурного диапазона около 850 °С для листов в структуре которых исходно содержится первичная α_2 -фаза.

Ключевые слова: супер- α_2 сплав, интерметаллиды, Ti₃Al, микроструктура, фазовый состав, термическая обработка.

F. V. Vodolazsky, A. I. Trapeznikov, M. S. Kalienko, A. L. Uryadova

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF SUPER- α_2 ALLOY SHEETS AFTER QUENCHING FROM DIFFERENT TEMPERATURES

The effect of quenching from different temperatures on structure, phase composition and mechanical properties of the alloy Ti-20Al-12Nb was studied. It was found that the alloy is in three-phase α_2 +O+ β -field in the temperature range of 650...850 °C. Quantity of α_2 -phase is low at temperatures of 650...750 °C. The alloy is in a two-phase β + α_2 phase field at the temperature range 900...1050 °C. It was found that the lowest HV hardness values are observed after quenching from 850 °C. The quenching at 850 °C can be recommended for cold deformation of sheets, which initially contains the primary α_2 phase in the structure.

Keywords: super- α_2 alloy, intermetallics, Ti₃Al, microstructure, phase composition, heat treatment.

Интерметаллидные сплавы на основе $(\text{Ti}_3\text{Al}) + \text{Nb}$ все больше начинают использоваться в качестве конструкционных жаропрочных материалов для деталей двигателей, работающих при повышенных температурах до 750 °С. Типичными представителями данного класса сплавов являются сплавы типа супер- α_2 [1–3]. Большой интерес вызывает использование данных сплавов в качестве материала матрицы композитов, но для этого необходимо получать тонкий лист или фольгу [4]. Самым экономичным способом получения тонких листов и фольг является холодная прокатка, но для этого необходимо тщательно контролировать структуру и фазовый состав супер- α_2 сплавов из-за их крайне низкой пластичности [4]. Свойства данного сплава сильно зависят от фазового состава. В данных сплавах имеются три фазы: твердые и обладающие невысокой пластичностью α_2 -фаза (Ti_3Al) и О-фаза (Ti_2AlNb), а также высокопластичная β -фаза [2]. В зависимости от химического состава фазовый состав сплавов системы $\text{Ti}-\text{Al}-\text{Nb}$ может колебаться в широких пределах. В работе [5] рассматривалось влияние температуры закалок на структуру, фазовый состав и свойства образцов с предварительной закалкой в β -область, однако в промышленных условиях на промежуточных переделах закалка из β -области обычно не используется. Поэтому в данной работе задачей является анализ структуры и фазового состава листов сплава $\text{Ti}-20\text{Al}-12\text{Nb}$ после закалок с температур 650...1050 °С с учетом исходного горячекатаного состояния.

Материалами исследования в данной работе служили листы толщиной 7 мм из интерметаллидного жаропрочного сплава $\text{Ti}-19,6\text{Al}-12,4\text{Nb}-0,9\text{Zr}-1,5\text{V}-0,6\text{Mo}-0,5\text{Si}$ (% ат.). Листы были термообработаны в интервале температур 650...1050 °С с шагом в 50 °С и выдержкой 1 час с последующей закалкой в воду. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом микроскопе «OLYMPUS GX51» и растровым электронным микроскопом ZEISS CrossBeam AURIGA. Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен на установке «Bruker D8 Advance» в медном K_α -излучении с помощью позиционночувствительного детектора LynxEye.

В структуре исходного листа наблюдаются первичные выделения, которые имеют как глобулярную, так и пластинчатую форму, рис. 1, а. Пластинчатые выделения ориентированы вдоль направления прокатки, длина этих пластин может достигать 100 мкм. Матрица имеет повышенную травимость, что связано с наличием дисперсных частиц, менее 100 нм, О-фазы в β -фазе, рис. 1, б. Фазовый состав исходного листа по данным РСФА и МРСА представлен β -фазой, О-фазой и небольшим количеством α_2 -фазы. Линии О-фазы являются двойными. Можно утверждать, что распад β -фазы во время охлаждения происходил в различных температурах. Первые выделения О-фазы имеют низкое содержание ниобия и соответственно решетку с низкой ромбичностью.

При низкотемпературном распаде выделяется О-фаза с высокой ромбичностью решетки, обогащенная ниобием. Твердость по Викерсу составляет 510 ± 20 ед. HV, а модуль упругости $E = 102 \pm 5$ ГПа.

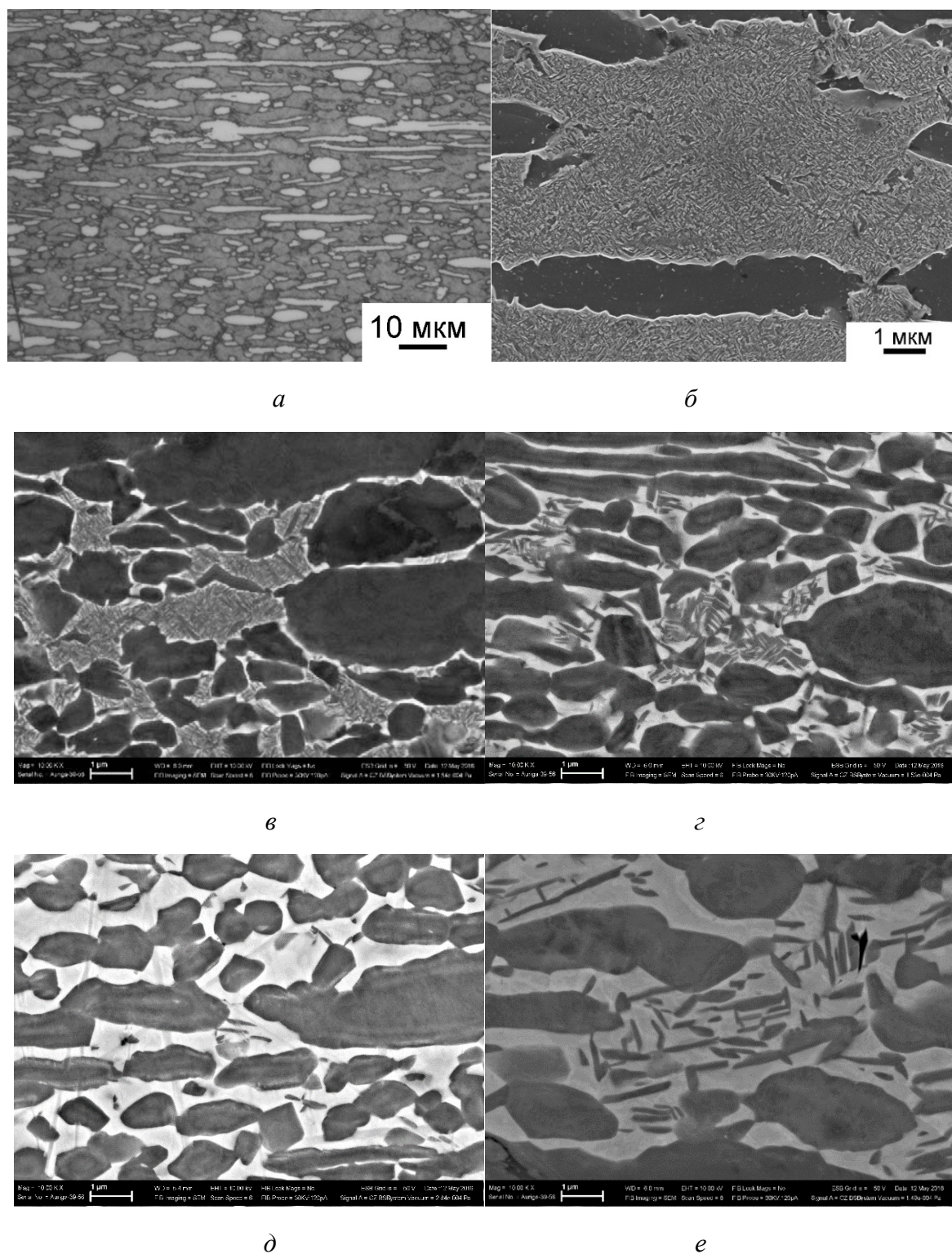


Рис. 1. Микроструктура листов сплава Ti–20Al–12Nb в исходном состоянии (а, б) и после закалки с различных температур: 700 °C (в); 800 °C (г); 850 °C (д); 900 °C (е)

Закалка листов диапазоне 650...800 °С не оказывает существенного влияния на структуру, в которой остаются первичные выделения α_2 - фазы рис 1, в–г. Между первичными выделениями наблюдаются дисперсные вторичные выделения О-фазы пластинчатой формы, размер которых увеличивается с температурой закалки. При этом их объемная доля снижается полное растворение дисперсных выделений зафиксировано при температуре 850 °С, рис. 1, д. При температурах 900...950 °С присутствовавшие выделения О-фазы частично трансформируются в α_2 -фазу пластинчатой формы, рис. 1, е. При закалке с более высоких температур 1000...1050 °С на фоне β -фазы фиксируются только первичные выделения α_2 -фазы глобулярной и вытянутой формы. Количество α_2 -фазы на фоне β -матрицы при закалке с $T = 1000$ °С составляет 20...30 %, при закалке с $T = 1050$ °С – 5 %. Данные по фазовому составу представлены в табл.

Таблица

Фазовый состав сплава Ti–20Al–12Nb после закалки
с температур 650...1050 °С

Температура, °С	Фазовый состав
650	O + β + (α_2)
700	O + β + (α_2)
750	O + β + (α_2)
800	O + β + α_2
850	β + α_2 + (O)
900	β + α_2
950	β + α_2
1000	β + α_2
1050	β + (α_2)

Повышение периода β -фазы в системе Ti–Al–Nb свидетельствует об уменьшении ее объемной доли и наоборот. Это связано с тем, что ниобий, в отличии от других β -стабилизаторов, имеет атомный радиус 0,147 нм, что выше чем у титана. Поэтому снижение периода с ростом температуры закалки связано с ростом количества β фазы и соответственно обеднением ее по ниобию, рис. 2.

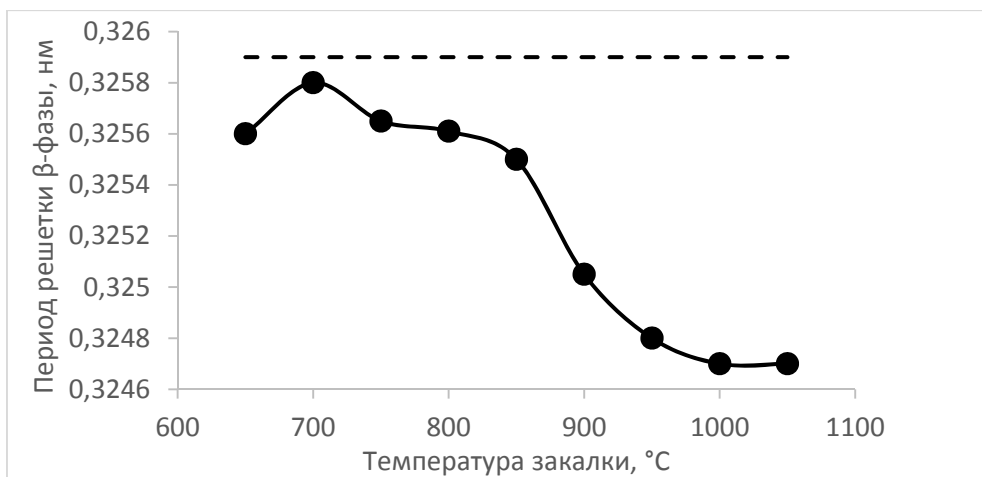


Рис. 2. Зависимость периодов решётки β-фазы листов сплава Ti–20Al–12Nb от температуры закалки (штрихом показан период решетки β-фазы в исходном листе)

Показания твердости служат косвенным показателем деформируемости в холодном состоянии. Как видно из рис. 3, в листах сплава Ti–20Al–12Nb значения твердости ниже чем в исходном состоянии. Снижение твердости с ростом температуры закалки до 850 °C связано с растворением вторичных выделений. Возрастание твердости при высоких температурах закалки обусловлено обогащением β твердого раствора по алюминию, с соответствующим понижением периода ее решетки (рис. 2), за счет частичного растворения α₂-фазы. Минимум твердости находится в районе температуры закалки 850 °C. Эти данные хорошо соответствуют данным металлографического и рентгеновского анализов. В структуре присутствует большое количество β-фазы без дисперсных выделений. Относительно высокие значения периода свидетельствуют о низком содержании в ней алюминия. Наличие в структуре первичной α₂-фазы в целом способствует снижению твердости закаленного сплава.

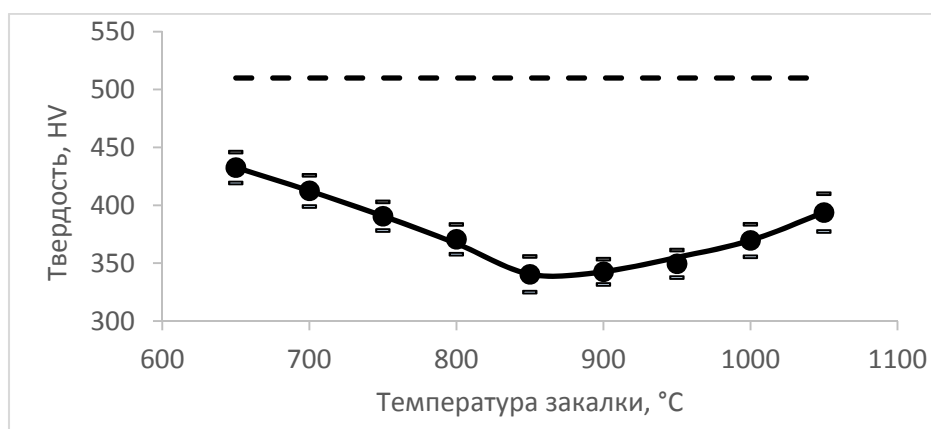


Рис. 3. График изменения твёрдости HV от температуры закалки листов сплава Ti–20Al–12Nb от температуры закалки (штрихом показан уровень твердости исходного листа)

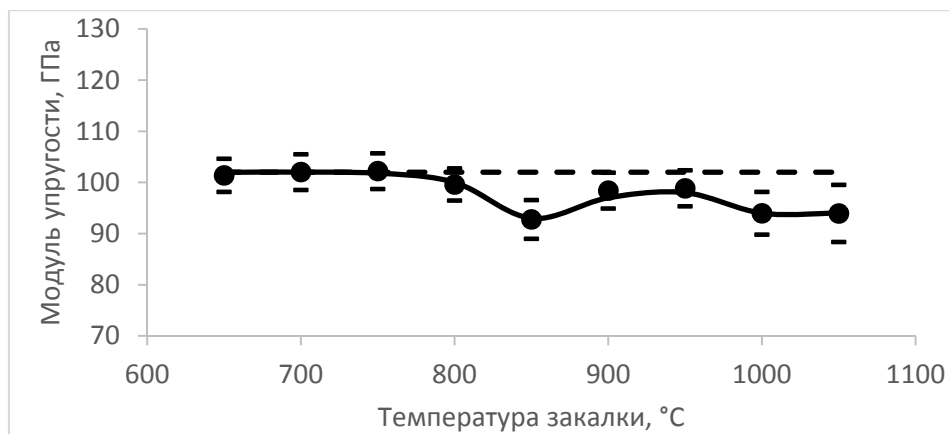


Рис. 4. График изменения модуля упругости от температуры закалки листов сплава Ti-20Al-12Nb от температуры закалки (штрихом показан уровень модуля упругости исходного листа)

Температура закалки не оказывает значительного влияния на модуль упругости, значения модуля упругости во всем рассмотренном диапазоне температур закалок равно 95...100 ГПа, рис. 4. Отчасти это связано с наличием выделений α^2 -фазы во всем рассматриваемом диапазоне закалок.

Таким образом, по полученным данным можно сделать следующие выводы.

Изучено формирование структуры, фазового состава и свойств листов сплава Ti-20Al-12Nb после закалки в воду с температур 650...1050 °C. Получено, что сплав при температуре 875 °C переходит из трехфазной, состоящей из α^2 , О- и β - фаз, в двухфазную ($\alpha_2 + \beta$) область. Установлено, что при температуре закалки 850 °C происходит растворение большинства дисперсных выделений О-фазы наблюдаются наиболее низкие значения твердости $HV = 350 \pm 20$ ед. Для проведения дальнейшей холодной деформации можно рекомендовать термическую обработку в виде закалки с температурного диапазона около 850 °C для листов из сплава Ti-20Al-12Nb в структуре которых исходно содержится первичная α_2 -фаза.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-7923.2016.8

ЛИТЕРАТУРА

1. Ward C. H. Microstructure evolution and its effect on tensile and fracture behaviour of Ti-Al-Nb α_2 intermetallics / C. H. Ward // International Materials Reviews. 1993. V. 38, № 2. P. 79–101.
2. Demakov S. L. Phase transformations in an $\alpha(2)$ titanium superalloy: I. Effects the quenching temperature and time at quenching temperature on the phase composition and structure of the alloy / S. L. Demakov,

- L. S. Stepanov, A. A. Popov // Fizika metallov i metallovedenie. 1998. V. 86, I. 5. P. 115–122.
3. Попов А. А. Принципы легирования двухфазных жаропрочных сплавов на основе титана / А. А. Попов, Н. А. Дроздова // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84, № 4. С. 123–132.
 4. Ward C. H. Microstructural instability in the alloy Ti–25Al–10Nb–3V–1Mo / C. H. Ward, J. C. Williams // Scr. met. et mater. 1990. № 4. P. 617–622.
 5. Исследование структуры, фазового состава и свойств сплава Ti–20Al–12Nb после закалок с различных температур / Ф. В. Водолазский [и др.] // XVII-ая Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых: сборник трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2016. Ч. 2. С. 194–199.